

PRODUCTION OF HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET FOR AUTOMOBILE EXCELLENT IN FORMABILITY, HAVING BAKING HARDENABILITY IN COATING AND REDUCED VARIATION THEREOF IN WIDTH DIRECTION

Publication number: JP7278654

Publication date: 1995-10-24

Inventor: ASANO HIROHIDE; ITAMI ATSUSHI; TEFUN MAKOTO

Applicant: NIPPON STEEL CORP

Classification:

- international: C21D8/02; C21D9/00; C21D9/46; C22C38/00;
C22C38/14; C21D8/02; C21D9/00; C21D9/46;
C22C38/00; C22C38/14; (IPC1-7): C21D8/02;
C21D9/46; C22C38/00; C22C38/14

- European:

Application number: JP19940071061 19940408

Priority number(s): JP19940071061 19940408

[Report a data error here](#)

Abstract of JP7278654

PURPOSE:To impart excellent formability, facial strain resistance, dent resistance, baking performance for coating by passing the extra low carbon steel, which is added with a specified trace element and solid solution strengthening element, in the hot rolling through continuous annealing line having the specified condition. CONSTITUTION:The steel has a composition consisting of, by weight, 0.0010-0.0030% C, <=0.0030% N, <=0.5% Si, 0.3-1.5% Mn, 0.03-0.08% P, <=0.03% S, 0.005-0.7% acid soluble Al, <=0.03% Nb, Nb/C value in atomic weight 0.7-1.3, 24/14N(%) - 72/14N Ti and the balance Fe. The steel is hot rolled at the finish temp. higher than Ar3 point, rapidly cooled within two sec and wound up at 650-770 deg.C. After it is cold rolled at 72-92% draft, subjected to annealing at 830-880 deg.C for >=20sec, cooled down to >670 deg.C at 3-15 deg.C/sec cooling rate and <=670 deg.C at 30 deg.C/sec cooling speed. Successively, it is subjected to a skin pass of 0.8-1.5% elongation rate. By this method, the steel sheet excellent in baking hardenability in coating is obtained.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-278654

(43)公開日 平成7年(1995)10月24日

(51)Int.Cl.⁶

C 21 D 8/02
9/46
C 22 C 38/00
38/14

識別記号

A 7217-4K

府内整理番号

M

301 T

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全9頁)

(21)出願番号

特願平6-71061

(22)出願日

平成6年(1994)4月8日

(71)出願人

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者

浅野 裕秀

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

(72)発明者

伊丹 淳

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

(72)発明者

手塙 誠

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

(74)代理人 弁理士 椎名 嶽 (外1名)

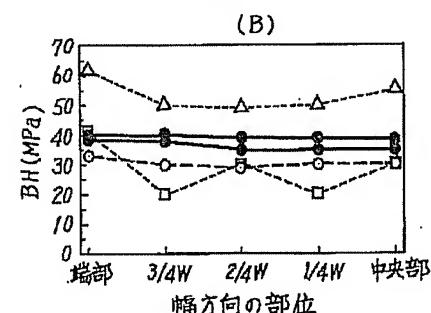
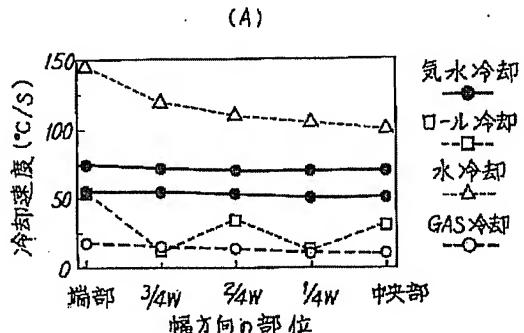
(54)【発明の名称】 成形加工性に優れ、塗装焼付け硬化性を有し、かつ幅方向の塗装焼付け硬化性の変動の少ない自動車用高強度冷延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 優れた成形加工性および高焼付け硬化特性を有し、かつ幅方向の焼付け硬化性の変動の少ない高強度冷延鋼板の製造方法を提供する。

【構成】 極低C、N鋼に原子量比でCに対して特定のNbと、Nに対しほぼ等量のTiを添加し、さらにSi、Mn、Pを特定条件下で添加した鋼を、特定の熱延条件、冷延条件および特定の設備を有する連続焼純ラインで処理する。適宜、B、または/かつCrを添加してもよい。

【効果】 自動車用パネルに適した加工性と耐デント特性を具備し、かつ幅方向の塗装焼付け硬化性の変動が少ない冷延鋼板を低成本で製造可能とする事により、パネルの一体成形を可能とし、自動車の製造コストの低減を可能とした。



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0. 0010 ~ 0. 0030 %, N : 0. 0030 %以下, Si : 0. 5 %以下, Mn : 0. 3 ~ 1. 5 %, P : 0. 03 ~ 0. 08 %, S : 0. 03 %以下, 酸可溶A1 : 0. 005 ~ 0. 07 %, Nb : 0. 03 %以下でかつNb/C(原子量比)の値を0. 7 ~ 1. 3, Ti : 24 / 14N(%) ~ 72 / 14N(%)を含有し、残部不可避的不純物からなる鋼をAr₃変態点以上の仕上終了温度で熱延し、熱延後2s以内に急冷を行い、650 ~ 770°Cで巻取り、続いて72 ~ 92%の冷延率で冷間圧延したのち、気水冷却設備を有する連続焼鍛設備にて焼鍛を行うにあたり、830 ~ 880°Cで20s以上焼鍛の後、670°C超までを3 ~ 15°C/sの冷却速度で冷却し、670°C以下を30°C/s以上の冷却速度で冷却し、続いてスキンパスを伸び率0. 8 ~ 1. 5%で行なうことを特徴とする成形性に優れ、塗装焼付け硬化性を有し、かつ幅方向の塗装焼付け性の変動の少ない自動車用高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 C : 0. 0010 ~ 0. 0030 %, N : 0. 0030 %以下, Si : 0. 5 %以下, Mn : 0. 3 ~ 1. 5 %, P : 0. 03 ~ 0. 08 %, S : 0. 03 %以下, 酸可溶A1 : 0. 005 ~ 0. 07 %, Nb : 0. 03 %以下でかつNb/C(原子量比)の値を0. 7 ~ 1. 3, Ti : 24 / 14N(%) ~ 72 / 14N(%)を含有し、さらにB : 0. 0001 ~ 0. 0020 %, Cr : 1. 5 %以下の1種または2種を含有し、残部不可避的不純物からなる鋼をAr₃変態点以上の仕上終了温度で熱延し、熱延後2s以内に急冷を行い、650 ~ 770°Cで巻取り、続いて72 ~ 92%の冷延率で冷間圧延したのち、気水冷却設備を有する連続焼鍛設備にて焼鍛を行うにあたり、830 ~ 880°Cで20s以上焼鍛の後、670°C超までを3 ~ 15°C/sの冷却速度で冷却し、670°C以下を30°C/s以上の冷却速度で冷却し、続いてスキンパスを伸び率0. 8 ~ 1. 5%で行なうことを特徴とする成形性に優れ、塗装焼付け硬化性を有し、かつ幅方向の塗装焼付け性の変動の少ない自動車用高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は自動車のパネル等に適した高度の成形性、加工性と塗装焼付け硬化性を有し、幅方向の塗装焼付け硬化性の変動の少ない高強度冷延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 地球規模の環境問題に端を発して自動車の軽量化が再び大きな課題となっている。自動車パネルも軽量化対象の例外ではなく、薄手化への技術開発指向が強まっている。しかし、一方では自動車用冷延鋼板は、型設計のCAD、CAM化の進展や顧客の形状に対

10 2

する嗜好への対応のため益々成形に対する自由度が求められている。すなわち高度の成形加工に耐える材料への要求が強まっている。また、パネル等に対する要求としては、パネル面品質の飛躍的な向上があげられる。その技術的な意味合いは面形状とパネルの耐塑性変形度、すなわち耐デント性の両特性にある。また、自動車の製造コスト低減のために一体成形が指向され、広幅の冷延鋼板が要求されている。材質的には、幅方向のばらつきを最低限にすることが求められている。

【0003】 先ず、成形加工性に対しては、r値(ランクフォード値)、伸び値あるいはn値が代表指標であるが、そのレベルは益々高まっている。また、パネルの面品質に対しては、耐面ひずみ性と耐デント性が重要である。前者は形状凍結性と関連し、低降伏点強度が要求される。一方、耐デント性は製品の、すなわち成形加工、アセンブリ組立、取り付け、塗装焼付け後の強度である。このうち塗装焼付けは通常、170°C, 20min程度の熱処理であり、この熱処理によって硬化する特性である塗装焼付け硬化性(通常BH性と称される)が要求される。塗装焼付け性は、通常170°C程度の低温でも十分拡散し得る鋼中の固溶C, Nによるひずみ時効を利用する(この場合、ひずみは最終鋼板製造工程であるスキンパス圧延によるひずみおよび自動車工場での成形加工におけるひずみの和である)。

【0004】 本発明は高度の加工性とこのBH性を具備し、さらに幅方向のBH性のばらつきの少ない冷延鋼板の製造方法の提供を目的としている。このような用途に対しては通常、極低炭素鋼が使われる。本発明もこの極低炭素鋼の一貫である。BH性付与に関与する溶質元素としては上述のように固溶C, Nが鋼に対しては使われるが、一方、BH性は一種の時効性であって常温では成形加工劣化を引き起こすのであまり大き過ぎると問題となる。すなわち常温時効あるいは非時効と170°C程度の温度での促進時効との両立ということが必要とされる。時効に対する温度依存性、すなわち時効の活性化エネルギーはCとNでは異なり、Cの方が大きく、Cの対時効におよぼす効果は常温の時効が遅く、高温程速いという特徴を有する。そのためBH性付与技術としては固溶Cを用いるのが通常である。

【0005】 極低炭素BH鋼板の主な製造方法は、特開昭59-31827号、特開昭59-38337号、特開昭63-128149号、および特開平2-197549号の各公報に記載されている。いずれもNbをCとの化学量論的等量以下の範囲で添加する。また、特開平2-194126号公報にはTiを、Cが完全にTiCとして固定されない範囲で添加する技術が記載されている。さらに成分的には炭化物形成元素を炭素に対して過剰に添加するが、この炭化物を鋼板製造時の再結晶焼鍛で溶解させ固溶炭素を確保しようとするもので、溶融亜鉛めっき鋼板の例として特開昭63-241122号公

報にこの技術が記載されている。しかし、これらの方法では板幅方向の塗装焼付け硬化性の変動を少なくし、かつ良好な形状の鋼板を製造する技術については何等示唆されていない。すなわち、本発明が目的とするような幅方向の塗装焼付け性のばらつきを少なくし、低コストで製造することは従来技術では困難である。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明が解決しようとする課題は、上述のように高度の加工に耐える成形加工性と、耐面ひずみ性と耐デント性を兼ね備え、さらに幅方向の塗装焼付け性のばらつきが少ない冷延鋼板の製造方法を実現するところにある。この課題を具体的に示せば、加工性に対しては、 r 値 ≥ 2.0 、 $E_1 \geq 4.8\%$ (尚、 E_1 はいずれも板厚 0.8 mm の場合、 E_1 は板厚に依存する)、 n 値 ≥ 0.23 、ただし、BH 性は引張試験で 2% 予ひずみを与えた後除荷し、170°C, 20 min の熱処理を加え、再び引張り、その降伏点強度を 2% 予ひずみ時の流动応力から差し引いた値で評価される。すなわち、2% 予ひずみ、170°C, 20 min のひずみ時効試験での降伏点上昇率である。

【0007】すなわち、本発明では、加工性のレベルとして $r \geq 1.8$ 、 $E_1 \geq 4.0\%$ (板厚 0.8 mm)、 $n \geq 0.21$ 、(ただし、 r 値は面内平均値で、圧延方向に対し、0°、45° および 90° の方向の特性値をそれぞれ X0、X45、X90 で表わすとすると、 $(X0 + 2X45 + X90) \div 4$ で定義される) の値をすべて満たすレベルを目的としている。ここで r 値は深絞り性に対する指標で、引張方向に対し [幅方向対数ひずみ ÷ 板厚対数ひずみ] で定義される。 E_1 は引張試験における破断伸びである。また、 n 値は加工硬化指数であり、材料の流入性を表し、やはり代表的加工性の指標である。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明は上述の課題を克服するために、特定の微量元素制御と特定の固溶体強化元素の添加及び熱延～連続焼鈍ラインにいたる特定の条件とを組み合わせる。本発明の骨子とするところは

(1) C : 0.0010 ~ 0.0030%，N : 0.030% 以下、Si : 0.5% 以下、Mn : 0.3 ~ 1.5%，P : 0.03 ~ 0.08%，S : 0.03% 以下、酸可溶 A1 : 0.005 ~ 0.07%，Nb : 0.03% 以下でかつ Nb/C (原子量比) の値を 0.7 ~ 1.3、Ti : 24/14N (%) ~ 72/14N (%) を含有し、残部不可避的不純物からなる鋼を Ar_s 变態点以上の仕上終了温度で熱延し、熱延後 2 s 以内に急冷を行い、650 ~ 770°C で巻取り、続いて 72 ~ 92% の冷延率で冷間圧延したのち、気水冷却設備を有する連続焼鈍設備にて焼鈍を行うにあたり、830 ~ 880°C で 20 s 以上焼鈍の後、670°C 超までを 3 ~ 15°C/s の冷却速度で冷却し、670°C 以下を 30°C/s 以上の冷却速度で冷却し、続いてスキンパスを伸び率 0.8 ~ 1.5% で行なうことを特徴とする成形性に優れ、塗装焼付け硬化性を有し、かつ幅方向の塗装焼付け硬化性の変動の少ない自動車用高強度冷延鋼板の製造方法。

【0009】(2) C : 0.0010 ~ 0.0030%，N : 0.0030% 以下、Si : 0.5% 以下、Mn : 0.3 ~ 1.5%，P : 0.03 ~ 0.08%，S : 0.03% 以下、酸可溶 A1 : 0.005 ~ 0.07%，Nb : 0.03% 以下でかつ Nb/C (原子量比) の値を 0.7 ~ 1.3、Ti : 24/14N (%) ~ 72/14N (%) を含有し、さらに B : 0.0001 ~ 0.0020%，Cr : 1.5% 以下の 1 種または 2 種を含有し、残部不可避的不純物からなる鋼を Ar_s 变態点以上の仕上終了温度で熱延し、熱延後 2 s 以内に急冷を行い、650 ~ 770°C で巻取り、続いて 72 ~ 92% の冷延率で冷間圧延したのち、気水冷却設備を有する連続焼鈍設備にて焼鈍を行うにあたり、830 ~ 880°C で 20 s 以上焼鈍の後、670°C 超までを 3 ~ 15°C/s の冷却速度で冷却し、670°C 以下を 30°C/s 以上の冷却速度で冷却し、続いてスキンパスを伸び率 0.8 ~ 1.5% で行なうことを特徴とする成形性に優れ、塗装焼付け硬化性を有し、かつ幅方向の塗装焼付け性の変動の少ない自動車用高強度冷延鋼板の製造方法である。

【0010】以下、本発明について詳細に説明する。本発明において、塗装焼付け性のばらつきを少なく、かつ良好な形状の鋼板を低成本で製造するには連続焼鈍ラインでの冷却方法が重要なポイントとなる。BH 性と鋼板の形状は、焼鈍後の冷却速度、パターンに敏感であることから冷却条件を定める必要がある。その連続焼鈍ラインでの冷却方法としては、気水冷却、GAS 冷却、ロール冷却、水冷却がある。本発明者らは、表 1、2 に示す成分系および製造条件の鋼を用い上記の冷却方法ごとの、板幅方向の冷却速度分布と BH 性分布の調査を行なった。その結果を図 1 及び表 3 に示す。すなわち図 1 (A) は板幅方向の部位と冷却速度との関係を示す図であり、また図 1 (B) は板幅方向の部位と BH 性との関係を示す図である。これにより気水冷却法が板幅方向の冷却速度分布のばらつきが少なく、その結果、塗装焼付け性のばらつきが少なく、良好な形状を有する鋼板が低成本で得られることを明らかにした。

【0011】

【表 1】

表1 供試鋼の化学成分 (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	B
0.0020	0.01	0.73	0.04	0.004	0.03	0.013	0.006	0.0030	0.0003

【0012】

【表2】

表2 供試鋼の熱延、冷延および焼鍛条件

熱延条件		冷延条件		連続焼鍛条件			
仕上温度(°C)	巻取温度(°C)	冷延率(%)	板幅(mm)	冷却方法	焼鍛温度(°C)	スキンパスの伸び率	
920	730	80	0.8	気水	850	1.0	
				GAS	845	1.0	
				ロール	845	1.0	
				水	850	1.0	

10

*

*【0013】

【表3】

表3 冷却方法別の評価

冷却方法	幅方向の冷却速度分布*	幅方向のBH性分布	鋼板の形状	気水冷却に対するコスト	総合評価
気水冷却	小	小	良好	一	◎
GAS冷却	小	小	良好	高い	△
ロール冷却	大	大	耳波あり	同等	×
水冷却	小	小	耳波あり	同等	×

*670°C以下で測定した。

【0014】

【作用】 次に、個々の構成要件の作用および数値限定理由について述べる。

C : Cは侵入型固溶元素で冷延鋼板の加工性付与、すなわち集合組織形成や十分大きな結晶粒成長に有害であり、極力低下させるが、一方BHは最終の製品板での固溶炭素量に依存し、そのため最低量必要である。これらの理由よりCの下限と上限はそれぞれ0.0010%、0.0030%とする必要がある。尚、望ましくは上限は0.0025%とする。

【0015】 N : Nはやはり侵入型固溶元素で有害である。また、常温で拡散しやすいのでBH性と耐常温時効性の両立も困難なためBH性のために用いることは不利である。そのため0.0030%以下とする必要がある。

Si : Siは固溶体強化にて鋼を強化するが、一方で加工性・化成処理性を阻害するので上限を0.5%以下とする。

Mn : Mnも固溶体強化にて鋼を強化する。特に強化の割りに材料の延性の劣化が少なく好ましい強化元素であ

る。しかし、多すぎる添加は、材料の延性を減じ、加工性を劣化させる。そのため、Mnは0.3%~1.5%の添加とする。

【0016】 P : Pも固溶体元素であり、高強度化に有効であるが、一方で加工性の劣化や、脆性破壊をまねくので、0.03~0.08%の添加とする。

S : Sは不純物で介在物を形成し、鋼の加工性を減じるので、0.03%以下とする必要がある。好ましくは0.004%未満すべきである。

40 A1 : A1は脱酸に使用する。また、侵入型不純物であるN固定の補助にも使われる。そのため酸可溶A1として0.005%は必要である。一方、0.07%を越える添加は鋼の加工性を劣化させる。

【0017】 Nb : Nbは本発明にあっては極めて重要な元素であり、0.03%を上限とする。更に本発明にあっては、CとNbに関して次の関係を満たす必要がある。

$$0.70 \leq Nb/C \text{ (原子比)} \leq 1.30$$

この関係式の下限値未満では、鋼板中の固溶Cが多すぎ、r値、伸び等の加工性が低下する。関係式の上限値

を超えるとNbCの溶解温度が高くなり、焼鈍時にNbCを分解できず、BH性に必要な固溶Cが得られず、十分なBH性が得られない。

【0018】Ti : TiはN固定のため添加する。しかし多すぎる添加は微細なTiCを熱延段階で形成し、良好な再結晶集合組織を得られない。そのためNの化学量論的等量(48/14×Ti(%))の0.5~1.5の範囲で添加する。Nが少量過剰になる場合があるがその場合には本発明の特定熱延にて残存のNはA1Nとして固定され冷延前に固溶Nが残存することはない。

【0019】本発明では最終製品ではBH性付与のため固溶炭素が残存し、そのため結晶粒界にも炭素が偏析し二次加工脆化に対しては良好であるが、さらに厳しい耐二次加工脆化が求められる場合はBを添加する。Bの添加量は0.0001%未満ではその効果がなく、0.0020%を越える添加は鋼の加工性を劣化させる。より好ましくは0.0008%以下の添加とすべきである。

【0020】さらに強度を補う場合にはCrを1.0%以下添加する。Crは固溶体強化能としては小さいが加工硬化特性を改善し、高強度化の割にn値の劣化を最小限にする好ましい元素である。1.0%を越える添加は経済的ではない。下限の規定は特に必要ないが、0.02%未満では有効性は認められない。好ましくは0.1~1.0%とする。

【0021】熱延条件：熱延はAr₃変態点以上の温度で終了する。α相域での熱延はr値形成に悪影響をおぼす。熱間圧延後の冷却条件は重要である。熱延板の結晶粒界は再結晶焼鈍時にr値に好ましい結晶方位の核発生位置であり、細粒の組織ほど核生成が活発となり良好なr値が得られる。そのため圧延終了後2s以内で急冷する必要がある。2sを越えて粗大な熱延組織となり良好なr値が得られない。好ましくは0.8s以内に急冷すべきである。急冷速度は通常とされるスプレー等の冷却速度である30°C/s以上程度でよいが好ましくは50°C/s以上で、100°C程度以上冷却する。

【0022】巻取温度は650~770°Cとする必要がある。これにより熱延段階で残存したC等の固溶不純物を十分にスカベンジングさせる。650°C未満では拡散が十分でなくスカベンジングの効果がない。一方、770°Cを越えると結晶粒成長が生じ、特定の熱延を行った効果が失われる。より好ましくは、巻取温度は700~770°Cとする。

【0023】冷延・焼鈍条件：冷延率は、高r値するために72~92%と高めとする必要がある。好ましくは77%以上である。95%を越える冷延率は現状の設備等を考えると現実的でない。冷延後、連続焼鈍ラインにて再結晶焼鈍を行なう。その際、加熱温度としては830~880°Cとする必要がある。加熱、すなわち焼鈍は、{111}方位の揃った、かつ十分大きな再結晶集

合組織を得るためと、そしてNbCを一部NbとCに溶解し固溶炭素を確保しBH性を付与させるため、830°Cは必要となる。一方、880°Cを越える焼鈍では結晶粒が大きくなりすぎてプレス成形時の肌荒れという欠陥につながる。尚、加工性とBH性の確保のために高温保持時間も重要であり、20s以上保持する必要がある。

【0024】焼鈍後の冷却速度は本発明では重要である。670°C超では3°C/s~15°C/sとする。下限未満では固溶CがNbCとして析出し、十分なBH性が得られない。上限値を超えると鋼板の形状が劣化する。670°C以下では30°C/s以上とする。これ未満の冷却速度では生産性が低下する。また、固溶CがNbCが析出しBH性が低下する。スキンパスの伸び率は0.8~1.5%とする。下限未満では、製品板で降伏伸びが残存し、パネルのプレス時等にストレッチャーストレンジングが生じる。上限値を超えると加工硬化を生じ、降伏点強度が上昇し、プレス性を低下させる。

【0025】本鋼の溶製は転炉で行なわれる。転炉精錬後、真空脱ガスにより脱炭される。そして造塊・分塊または連続铸造にてスラブとした後熱延される。熱延条件は、仕上終了温度、仕上圧延後の冷却条件および巻取温度を除き通常取られる条件でよい。しかし、一層加工性を高めるには加熱温度を1150°C以下とすることが望ましい。焼鈍は、気水冷却設備を有する連続焼鈍ラインで行なう。焼鈍の後、ストリップは気水冷却され、続いてスキンパスが行われる。

【0026】

【実施例】次に実施例について述べる。表4に示す化学成分を有する鋼を転炉にて出鋼し、溶製した。いずれもRH真空脱ガスにて極低炭素としている。これらの鋼の内、鋼符号A~J、およびM、N、Oの鋼は本発明にしたがっているが、それ以外は下線をひいた項目において本発明と異なる。これらの鋼を連続铸造にてスラブとした後熱延を行なった。酸洗後冷延し、続いて連続焼鈍ラインを通板し、製品とした。熱延および焼鈍条件を表5に示す。なお、熱延加熱温度は1110~1150°Cであった。結果の機械試験値を表6に示す。機械試験はJISZ2201記載の5号試験片を用い、同Z2241記載の方法に従って行ない、降伏点強度YP、引張強度TS、破断伸びE1を測定した。また、10%~20%ひずみよりn値を計算した。塗装焼付け性の評価は、前に述べたBH性で示した。また、耐常温時効性を評価するため40°Cで30日間置いた後の降伏点伸びの復元量をYP-E1で示した。YP-E1はストレッチャーストレーン欠陥に対応する量で0.2%以内でないとこの欠陥が発生する。

【0027】

【表4】

9
表 4

10

符 号 種	鋼 種	化 學 成 分 (mass%)											
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cr	B	Rb	H/C (原子 量比)
本 発 明 法	A 1	0.0020	0.01	0.68	0.039	0.004	0.024	0.0017	0.006	—	0.0003	0.012	0.77
	B 2	0.0016	0.02	0.70	0.040	0.006	0.040	0.0020	0.005	—	0.0003	0.011	0.89
	C 3	0.0021	0.01	0.65	0.035	0.005	0.039	0.0030	0.006	0.2	—	0.013	0.80
	D 4	0.0018	0.20	0.60	0.035	0.003	0.020	0.0025	0.007	0.2	0.0004	0.011	0.79
	E 5	0.0017	0.01	0.65	0.035	0.004	0.020	0.0030	0.006	—	0.0003	0.014	1.05
	F 6	0.0015	0.10	1.20	0.025	0.004	0.030	0.0039	0.005	—	—	0.013	1.12
	G 7	0.0015	0.01	0.35	0.075	0.003	0.020	0.0030	0.004	0.3	0.001	0.016	1.38
比 較 法	H 1	0.0020	0.01	0.68	0.039	0.004	0.024	0.0017	0.006	—	0.0003	0.012	0.77
	I 1	0.0020	0.01	0.68	0.039	0.004	0.024	0.0017	0.006	—	0.0003	0.012	0.77
	J 2	0.0016	0.02	0.70	0.040	0.006	0.040	0.0020	0.005	—	0.0003	0.011	0.89
	K 8	0.0030	0.02	0.65	0.031	0.004	0.020	0.0029	0.004	—	—	0.055	2.37
	L 9	0.0032	0.12	0.64	0.040	0.003	0.030	0.0025	0.004	—	—	0.020	0.44
	M 7	0.0015	0.01	0.35	0.075	0.003	0.020	0.0030	0.004	0.3	0.001	0.016	1.38
	N 7	0.0015	0.01	0.35	0.075	0.003	0.020	0.0030	0.004	0.3	0.001	0.016	1.38
	O 7	0.0015	0.01	0.35	0.075	0.003	0.020	0.0030	0.004	0.3	0.001	0.016	1.38

注) アンダーラインは本発明の条件外

【0028】

【表5】

11
表 5

12

符 号	鋼 種	熱延条件				冷延条件			連続焼純条件				
		仕 上 温 度 (℃)	熱治開始まで の時間 (s)	卷 取 度 (℃)	板厚 (mm)	冷延 率 (%)	板厚 (mm)	板幅 (mm)	燒 純 温 度 (℃)	冷却方法	冷却速度 670 ℃/s 以下	670 ℃/s	
本 發 明 法	A 1	915	0.8	729	4	83.8	0.65	1800	885	氣水冷却	5	55	1.0
	B 2	911	1.0	720	4	83.8	0.65	1700	867	氣水冷却	5	70	1.2
	C 3	900	1.2	750	4	80.0	0.8	1500	850	氣水冷却	8	70	1.0
	D 4	910	1.0	760	4	82.5	0.7	1600	850	氣水冷却	9	70	1.2
	E 5	900	0.9	750	4	81.3	0.75	1400	880	氣水冷却	15	65	1.2
	F 6	910	0.8	740	5.5	85.5	0.8	1200	880	氣水冷却	10	60	1.0
	G 7	900	0.7	720	4	80.0	0.8	1620	885	氣水冷却	12	50	1.2
比 較 法	H 1	920	0.8	750	4	83.8	0.65	1280	840	ロール冷却	3	30	1.0
	I 1	930	1.0	720	4	83.8	0.65	1280	840	GAS冷却	3	10	1.2
	J 2	900	1.2	750	4	83.8	0.65	1600	840	水冷却	100	100	1.2
	K 3	910	1.0	720	4	80.0	0.8	1500	840	氣水冷却	5	70	0.8
	L 9	900	1.0	710	4	80.0	0.8	1500	830	氣水冷却	3	80	1.0
	M 7	910	1.0	720	4	80.0	0.8	1400	840	氣水冷却	45	80	1.0
	N 7	910	1.1	750	4	80.0	0.8	1400	840	氣水冷却	5	10	1.0
O 7	905	1.0	760	4	80.0	0.8	1400	830	氣水冷却	1	50	1.0	

注) アンダーラインは本発明の条件外

【0029】

【表6】

表 6

符 号	鋼 種	鋼板の 形 状	材質(四性は端部から50mmを各に評定した。その他は板幅中央で評定した。)							
			幅方向の屈(MPa)		YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	面内平均 r 値	n 値 (10-20 %)	時効後の YP-E1(%)
			最大値	最小値						
本 發 明 法	A 1	良好	42.14	39	197	338	43	2.04	0.23	0.00
	B 2	良好	40	38	203	340	42	1.94	0.24	0.00
	C 3	良好	42	40	205	336	43	1.93	0.22	0.03
	D 4	良好	40	37	220	345	41	2.01	0.22	0.05
	E 5	良好	40	44	225	350	41	2.15	0.23	0.05
	F 6	良好	41	38	250	380	42	2.02	0.21	0.08
	G 7	良好	43	40	230	360	40	1.95	0.22	0.02
比 較 法	H 1	直波あり	43	21	193	330	43	1.98	0.23	0.09
	I 1	良好	30	26	198	320	43	1.92	0.22	0.18
	J 2	直波、板 反りあり	62	38	240	380	39	1.90	0.20	0.10
	K 8	良好	5	2	230	370	39	2.00	0.21	0.02
	L 9	良好	88	77	230	400	35	1.60	0.19	1.00
	M 7	直波あり	35	31	232	355	40	1.90	0.21	0.06
	N 7	良好	12	5	235	360	41	1.91	0.20	0.03
	O 7	良好	11	3	236	365	42	1.92	0.20	0.03

注) アンダーラインは本発明の特性を満たないもの。

【0030】表4～表6より明白なように、本発明にしたがった鋼板(A～G)は、幅方向の変動のほとんどない30 MPa以上のBH性を有し、十分低YP(耐面ひずみ性)で、伸び、r値、n値が良好(高成形加工性)で、時効性も常温時効でのYP-E1の復元はほとんどなく、常温非ないし遅時効性を示す。これに対し、比較の鋼板ではこれらすべての特性を満たすものはない。Hの鋼では、連続焼鈍時にロール冷却を用いたために、冷却時の冷速がばらつき、その結果、BH性の変動が大きく、鋼板の形状が劣化し、耳波を生じた。Iの鋼では、連続焼鈍時にGAS冷却を用いたために、気水冷却に対して、製造コストが上昇した。

【0031】Jの鋼では、連続焼鈍時に水冷却を用いたので、鋼板の形状が劣化し、耳波や板反りを生じた。Kの鋼では、Nbが上限値を超えたので、NbCの溶解温度が上昇し、連続焼鈍時にNbCがほとんど溶解できず、必要な固溶Cが得られなかった。そのため、BH性が低下した。Lの鋼では、Cが上限値を超えたので、固溶Cが多すぎ、r値、伸びが低下した。また、時効後の降伏点伸びも0.2%を超え、時効性に劣る。Mの鋼では、670°C超の冷却速度が上限値を超えたので、鋼板

の形状が劣化し、耳波を生じた。Nの鋼では、670°C以下の冷却速度が下限値未満なのでBH性が低下した。また、生産性が低下した。Oの鋼では、670°C超の冷却速度が下限値未満なので、固溶CがNbCとして析出し、BH性が低下した。

【0032】

【発明の効果】自動車は環境問題とも関係し、燃費軽減のためその車体重量を軽くしようとしている。パネルも例外ではなく、自動車重量に占める割合が大きくむしろ重要視されている。一方、パネルは自動車品質の最も目立つところであり、その意匠性の重要さは益々高まっている。このことは複雑な形状が益々要求されることにつながる。このような観点から本発明の目的とするような優れた加工性と塗装焼付け硬化性を兼ね備えることは極めて重要である。さらに幅方向の塗装焼付け硬化性の変動を少なくすることにより、パネル等の一体成形も可能とした。

【図面の簡単な説明】

【図1】連続焼鈍ラインでの冷却方法ごとの冷却速度分布、BH性分布を示す図である。

【図1】

